

REMARKS

Status of the claims:

With the above amendments, claims 2, 4, 10, 11, 12, 13, 15 and 16 have been canceled, claim 9 has been amended, and claims 17-20 have been added. Thus, claims 3, 9, 14, and 17-20 are pending and ready for further action on the merits. No new matter has been added by way of the above amendments. Support for new claims 17-18 can be found at page 1, lines 11-18 and in original claim 2. Support for claim 19 can be found at page 28, Table 10. Claim 20 is based upon a combination of claims 3 and 14. Reconsideration is respectfully requested in light of the following remarks.

Rejections under 35 USC §112, first paragraph

Claim 12 is rejected under 35 USC §112, first paragraph as lacking description. Claim 12 has been canceled so the rejection is moot. Withdrawal of the rejection is warranted and respectfully requested.

Rejections under 35 USC §103

Claims 3 and 4 are rejected under 35 USC §103(a) as being unpatentable over JP '232 (JP 10-110232) in view of JP '054 (JP 58-031054).

Claims 2 and 9 are rejected under 35 USC §103(a) as being unpatentable over JP '232 in view of JP '054 and Komatsubura '948 (US Patent No. 4,718,948).

Claims 10-13, 15 and 16 are rejected under 35 USC §103(a) as being unpatentable over JP '054.

Applicants traverse.

Removal of the Rejection over JP '054

Applicants have canceled claims 10-13, 15 and 16 so the rejection over JP '054 is moot. Withdrawal of the rejection is warranted and respectfully requested.

Patentable Differences in Claim 3

The present invention defined in Claim 3 is not an invention of alloy *per se* but an aluminum alloy sheet (for an automobile), limited by a process for the production thereof. Therefore, the unobviousness of the invention must be evaluated as an aluminum alloy sheet. The Examiner asserts that the combination of the material in JP '232 with the process in JP '054 would be obvious. Applicants disagree.

JP '232 relates to a caster material (a cast sheet) produced by a twin-roll process as shown in Figure 1 in the reference. In contrast, JP '054 relates to a method of producing an aluminum alloy sheet using a large cast ingot

followed by homogenization treatment and hot rolling thereafter. In this connection, the cast ingot is so large as to be supported by the description of "homogenizing treatment of 400 ~ 560°C for 1 ~ 24 hours before hot rolling" (right upper column, lines 11 to 13 in the general description) or of "soaking at 520°C x 8 hours" as appears in example 1 (please see the left upper column, lines 1 to 2 on page 291 in JP '054) and example 2 (which recites: "just the same way as in example 1"). These examples disclosed in the specification of JP '054 show that the cast ingot of JP '054 is drastically different from the caster material of JP '232.

Applicants submit that if one were to subject both aluminum alloys described in the references, as starting materials, to the same process as described in either reference, it would be impossible to produce products with the same properties of material with one another.

Applicants assert that it is, in principle, impossible to combine JP '232 and JP '054 in view of similar alloy compositions in both references but ignore the drastic differences in their cast structures (in the cast ingot and the cast sheet) as well as the production processes thereafter. Accordingly, Applicants assert that there is no motivation to combine JP '232 and JP '054. If the Examiner insists that there is motivation to combine references, Applicants respectfully

request that the Examiner explain in logical detail why motivation to combine the references exists.

In the present invention, a large cast ingot is used as a starting material, and the microstructure of the rolled sheet is homogeneous enough so that precipitation of extraordinarily coarse Mg_2Si precipitates does not occur. Accordingly, the instant invention does not have to set the limitations that are present in JP '232.

In contrast, the object of the invention in JP '232 is "suppressing G.P zone, which precipitates during natural aging by leaving cooling at room temperature" (see page 3, left column, lines 26 to 27 in the specification of JP '232). Moreover, regarding the limitation of the cold rolled sheet of the alloy composition, JP '232 states: "the maximum crystal grain diameter of the metallurgical microstructure of the sheet is equal to or less than 100 μm and further the maximum length of the Mg_2Si compound is equal to or less than 50 μm " (see page 2, left column, lines 9 to 11 and claim 1 of JP '232). As can be seen from this passage and as discussed above, the aluminum alloy sheet for automobiles in the present invention and the aluminum alloy sheet of JP '232 are quite different. In JP '232 a limitation regarding microstructure is set, such as the

crystal grain diameter of the alloy and a particle diameter of Mg_2Si compound. The instant invention has no such limitations.

Further, many of the properties of the alloy sheet of the present invention are not disclosed or suggested in JP '232, such as an impact energy value or a spot weldability. These features of the present invention are described in Tables 9 and 10 in the specification, but are not at all described or suggested in JP '232 because the concept of the invention in JP '232 is quite different from that of the present invention.

Claim 9 (method for production claim)

The production method of Claim 9 in the present invention is a method of producing an aluminum alloy sheet material for an automobile wherein the material has an alloy composition which consists of between 2.6 wt% and 5 wt% of Si, 0.2 to 0.8 wt% of Mg, 0.2 to 1.5 wt% of Zn, 0.2 to 1.5 wt% of Cu, 0.2 to 1.5 wt% of Fe, and between 0.05 and less than 0.6 wt% of Mn, and one or more members selected from the group consisting of 0.01 to 0.2 wt% of Cr, 0.01 to 0.2 wt% of Ti, 0.01 to 0.2 wt% of Zr, and 0.01 to 0.2 wt% of V, with the balance being aluminum and unavoidable impurities. The alloy is subjected to hot rolling, cold rolling, annealing, and cooling at $3^\circ\text{C}/\text{sec}$ or more, and in this process, a total percent reduction is 98% or more. In the present invention, only after controlling the minor elements of

the alloy composition, the cooling rate after annealing, and the percent reduction within the respective prescribed ranges can the tensile strength, the bending property, the Charpy impact values and the spot weldability and the like of the product attain their respective desired levels.

Comparison with JP '232

Claim 9 in the present invention claims a method of producing an aluminum alloy sheet for an automobile using a large ingot. In JP '232, a caster material (a cast sheet) is utilized. In contrast, in the present invention, a large cast ingot is utilized. The cast materials of the present invention and JP '232 (a cast ingot and a cast sheet, respectively) differ in thickness and microstructures owing to the difference in the cooling rates during the casting steps. JP '232 further differs from the present invention in the production process, wherein a hot-rolling process is abbreviated. Thus, Applicants submit that it would not be obvious for a person of ordinary skill in the art to make the present invention using the method for production recited in claim 9 of the instant invention.

Because the caster material in JP '232 is thin in thickness and the Si particles formed at the casting stage are very fine, the value of a percent reduction by rolling is not necessary to break the Si particles into finer particles. However, in the

instant invention, the high percent reduction value equal to 98% or more aids in breaking the Si particles into finer particles. Accordingly, Applicants submit that claim 9 should not be rejected in view of JP '232.

Comparison with JP '054

The basic difference between the production method of the present invention and that of JP '054 is in the percent reduction by rolling.

JP '054 recites: "hot rolling a sheet of 3 mm in thickness to a sheet of 0.6 mm in thickness and then cold rolling the hot rolled sheet of 0.6 mm to a sheet of 0.15 mm in thickness" (see page 3, right column, lines 8 to 11, in the specification of JP '054). In this case, the total percent reduction is calculated to be 95% ($3 \text{ mm} \times 5/100 = 0.15 \text{ mm}$). This value does not fall within the claimed range of 98% or more in the present invention.

Moreover, one would never attain the instant invention by the disclosure of JP '054. In particular, the percent reduction amount in JP '054 is not set based on breaking Si particles. This is in contrast to the present invention, wherein the total percent reduction of 98% or more is attained after a homogenizing step. If the only purpose of the reduction by rolling were to make the crystal grains of the alloy finer, then

a 90 to 95% of reduction, which is the percent reduction level in JP '054, would be sufficient in the present invention.

However, in order to break Si particles in the sheet material containing many Si particles (as in the present invention), a percent reduction of 98% or more is required. Only after a cold rolling resulting in a total percent reduction of 98 % or more, does one obtain the breaking effect, which makes the Si particles sufficiently fine. This is the most important difference from the disclosure of JP '054. A percent reduction of 98% or more as claimed in the present invention would not be necessary if rolling a large ingot to make the Si particles finer were not required.

Further, when one obtains fine Si particles owing to the high percentage reduction of 98% or more, the good Charpy impact value disclosed in the present invention is obtained. Specifically, comparing a product sheet produced by the percent reduction within the range disclosed in JP '054, and a product sheet produced by the percent reduction within the range claimed in the present invention, the difference in mechanical properties such as tensile strength, Charpy impact value or the like, are quite clear, with the instant invention being unexpectedly superior.

Relation between cast ingot size and percent reduction

The Examiner states:

Sheet products obtained by the above mentioned ingot practice can undergo more reduction because the starting thickness is typically greater than sheets obtained by direct casting rolling. (please see page 5, lines 10 to 12 in the Office Action).

However, Applicants respectfully point out that this is the case only for soft aluminum alloys. In the case of hard aluminum alloys containing considerable amounts of Si, Mg and Cu and so forth (as in the present invention), the formability generally is not very good, and edge cracking and/or deterioration of surface quality of sheet is induced when a high percent reduction process occurs, which causes any rolling step to be inoperable.

More specifically, an alloy sheet that has a total percentage reduction of 95% (as disclosed in JP '054) must be subjected to further rolling by an amount in percent reduction of 60% in order to attain a thinness of a sheet that has a percent reduction of 98% (i.e., the lower limit in the instant invention). One of ordinary skill in the art would recognize that this would be incredibly burdensome in a real production line. This is why rolling to a percent reduction value of 98% is not generally conducted in the manufacture of alloy sheets.

The rolling conditions of an aluminum alloy material must be selected according to the alloy composition and the

characteristics or properties desired to be attained. Even if rolling by a high percent reduction of 98% is possible or probable in the case of a soft aluminum alloy, it is not known nor is it obvious to use a high percent reduction of 98% in rolling in the case of a hard aluminum alloy such as a high Si-Mg-Cu containing alloy of the present invention. One of ordinary skill in the art would not know based on the prior art that obtaining a percent reduction of 98% in rolling in the case of a hard aluminum alloy (such as a high Si-Mg-Cu containing alloy as in the present invention) is achievable. To Applicants knowledge, there are no documents disclosing the high percent reduction of the alloy having the composition defined in the present invention, although Applicants acknowledge that there might potentially be documents disclosing a high percent reduction of 98% or more regarding aluminum series materials for foils.

The Examiner is invited to cite any reference disclosing a total percent reduction of 98% or more for an alloy having a composition of Al-Si-Mg-Cu alloy in accordance with the present invention. Applicants, however, submit that the presentation of a reference that discloses an alloy having the composition of pure aluminum alloy or the like, *i.e.*, soft aluminum alloy that has a high percent reduction, combined with a reference that discloses a composition for a hard aluminum alloy cannot render

obvious a composition for a hard metal alloy with a high percent reduction. For these reasons, the rejection is inapposite. Withdrawal of the rejection is warranted and respectfully requested.

Annealing

Regarding annealing at 530°C, the SHT (Solution Heat Treatment) disclosed in the ASM Specialty Handbook Aluminum and Aluminum alloys shows that this technique is a publicly known technique, but a cooling step thereafter is not disclosed in the handbook. There are many ways for cooling after a solution heat treatment. In the present invention, a cooling rate of 3°C or more is important. If the claimed cooling rate is not used, then the characteristics or properties sought in the present invention are not obtained. In this connection, Applicants have presented experimental data in the response filed on April 21, 2003 showing the unexpected superiority of the alloys attained by using this cooling rate.

Further, although JP '232 does disclose that a cooling rate after a solution treatment is 2°C or more, one must also consider that it discloses an invention pertaining to caster materials. The production process for these caster materials includes neither a homogenization step nor a hot rolling step, (which are both steps in the claimed process). Thus, the

microstructure of the material and the production process therefor are different in JP '232 from that claimed in the present invention. Accordingly, Applicants submit that it would be improper to combine the solution heat treatment condition in JP '232 and the rolling condition in JP '054 because of the differences in microstructure and the production processes.

Finally, Applicants submit that a total percent reduction of 98% or more is not disclosed at all in any of the cited references. Thus, Applicants assert that the Examiner has failed to make out a *prima facie* case of obviousness with regard to the 35 USC §103(a) rejection over any of JP '232, JP '054 and Komatsubura '948, either used separately or combined. Three criteria must be met to make out a *prima facie* case of obviousness.

- 1) There must be some suggestion or motivation, either in the references themselves or in the knowledge generally available to one of ordinary skill in the art, to modify the reference or to combine reference teachings.
- 2) There must be a reasonable expectation of success.
- 3) The prior art reference (or references when combined) must teach or suggest all the claim limitations.

See MPEP §2142 and *In re Vaeck*, 20 USPQ2d 1438 (Fed. Cir. 1991).

None of these elements are met as is apparent from the above discussion. In particular, the Examiner has failed to meet the

third element to make a *prima facie* obviousness rejection. The percent reduction that is claimed in the instant invention is not taught or suggested. For this reason also, the rejections are inapposite. Withdrawal of the rejection is warranted and respectfully requested.

Even if a proper *prima facie* rejection had been presented with regard to any of the above 35 USC §103(a) rejections, which Applicants do not concede, Applicants herein enclose a 37 CFR §1.132 declaration showing the unexpected superiority of the instant invention over JP '054. Applicants respectfully direct the Examiner's attention to Table IV on page 13 of the declaration that shows that the large cast ingot that has a percent reduction of 98% or greater (within the scope of the instant invention) has a superior Charpy impact value to those values 90% and 83.3%, which fall outside the scope of the claimed invention. When the percent reduction is 90% and 83.3%, the obtained Charpy impact values are 2.59 and 2.48, respectively, which mean that they have insufficient impact characteristics for use in automobiles.

Applicants, hereinabove, have explained why the percent reduction of 98% or more cannot be obtained by the cited references. Moreover, the disadvantages that the prior art references would have to overcome to achieve this percent reduction are substantial. For this reason and for the reasons

advanced above, Applicants submit that none of JP '232, JP '054, or Komatsubura '948, used separately or combined can render obvious the instant invention. Withdrawal of the rejection is warranted and respectfully requested.

For the Examiner's benefit, Applicants enclose photocopies of JP 10-110232 (JP '232) and JP 58-31054 (JP '054), where the pertinent parts referred to in the above response are underlined.

With the above remarks and amendments, Applicants believe that the claims, as they now stand, define patentable subject matter such that passage of the instant invention to allowance is warranted. A Notice to that effect is earnestly solicited.


If any questions remain regarding the above matters, please contact the undersigned, in the Washington metropolitan area at the phone number listed below.

Pursuant to the provisions of 37 C.F.R. §§ 1.17 and 1.136(a), Applicants respectfully petition for a two (2) month extension of time for filing a response in connection with the present application. The required fee of \$420.00 is attached hereto.

If necessary, the Commissioner is hereby authorized in this, concurrent, and future replies, to charge payment or credit any overpayment to Deposit Account No. 02-2448 for any additional fees required under 37 C.F.R. §§ 1.16 or 1.17; particularly, extension of time fees.

Respectfully submitted,

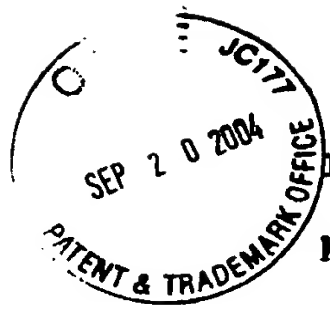
BIRCH, STEWART, KOLASCH & BIRCH, LLP

By 
Marc S. Weiner, #32,181

BS
MSW/TBS/mua
0234-0433P

P.O. Box 747
Falls Church, VA 22040-0747
(703) 205-8000

Attachments: Declaration under 37 C.F.R. §1.132
JP 10-110232 (JP '232) and
JP 58-31054 (JP '054)



IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re application of:

Kazuhisa KASHIWAZAKI et al.

Application No.: 09/978,063

Group Art Unit: 1742

Confirmation No.: 4184

Examiner: MORILLO, JANELLE COMBS

Filed: October 17, 2001

For: ALUMINUM SHEET MATERIAL FOR AUTOMOBILE AND METHOD OF
PRODUCING THE SAME

DECLARATION UNDER 37 C.F.R. § 1.132

Honorable Commissioner of Patents
and Trademarks
Alexandria, Virginia 22313-1450

Sir:

I, Yoichiro BEKKI, hereby declare and state that:

1. I am a Japanese citizen residing at c/o Furukawa-Sky
Aluminum Corp., 2-1 Kinshi 1-chome, Sumida-ku, Tokyo, Japan.

I am a graduate from Department of Metal Engineering, Faculty
of Engineering, The University of Tokyo, in March of 1980.

Since April, 1980, I have been employed by furukawa ALUMINUM
co., ltd. (merged with THE FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.). Since
October 2003, I was employed by furukawa-Sky Aluminum Corp., which
was a company divided from THE FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.

From 1980 to 1986, I was engaged in research and development
of structure control in aluminum hot rolling, and in development
of can-body materials, in the Nikko Technological Laboratory
(renamed to Metal Research Center) of THE FURUKAWA ELECTRIC CO.,

LTD. From 1986 to 1991, I was engaged in research for aluminum hot rolling, and in research and development of aluminum can-body materials and aluminum materials for foils and presensitized plates, in Fukui rolling technology section (absorbed as one of sections of the Metal Research Center). Since 1991, I have been engaged in research and development of working of aluminum sheet materials for automobiles; in development of aluminum materials for electrical machinery and memory discs; in development of recycle technology of aluminum scraps; and in development of aluminum extrusion materials for automobiles, in the Nikko Technological Laboratory (renamed to Metal Research Center, and now it is Technical Research Division of Furukawa-Sky Aluminum Corp.).

I am one of the joint inventors of the subject matter of the United States Patent Application Serial No. 09/978,063, filed on October 17, 2001, and am thus intimately familiar with the contents of the application, its prosecution before the United States Patent & Trademark Office, and the references cited therein.

2. I have studied the contents of the cited Japanese Patent Unexamined Publication No. 10-110232 and Japanese Patent Unexamined Publication No. 58-031054.

3. To show the superiority of the present invention, the following tests were conducted, by me or under my supervision:

Part I. Explanation of difference between the large cast ingot process and the sheet caster process

Before conducting experiments for the test, I will explain differences between a process for producing a large cast ingot by DC (Direct Casting) method, which relates to the present invention and cited references Japanese Patent Unexamined Publication No. 58-031054 (JP'054), and a process for producing cast material or a cast sheet, which relates to the cited reference Japanese Patent Unexamined Publication No. 10-110232 (JP'232), according to my own knowledge on the art in this field and by referring to pertinent documents.

Table I, on page 5, illustrates the difference between the method for producing a large cast ingot and the method for producing cast material or a cast sheet. They are actually quite different from each other in cooling rates, surface qualities, and the states of inner defects.

In Table I, DC; i.e., direct casting is categorized into a semi-continuous casting and a typical method of producing a large cast ingot, to which the present invention and JP'054 is related. Sheet caster casting is categorized into a continuous casting, and, generally, a rolling process follows directly thereafter, which is called direct cast-rolling, to which JP'232 is related. A twin-roll caster process belonging to a sheet caster casting process is a typical process for producing a thin sheet of aluminum alloy, which is also shown in Fig. 1 in JP'232. JP'232 discloses an improvement of the process, and Al-Mg-Si-series alloy sheet obtained thereby.

In essence, the difference in cooling rates at casting stages between the two processes (DC and sheet caster casting) is critical to Si particle size in as-cast material (cast ingot or cast sheet), which will be later explained.

The following diagram in Fig. A schematically shows examples of the production processes in cases of using DC cast ingot and using caster material (cast sheet by a twin roll caster), to which an alloy having a common composition within the scope of the present invention was subjected.

The characteristics of the as-cast materials (as-cast ingot and as-cast sheet) and production processes, such as heat treatment conditions and rolling sequences, are so different that both cannot be regarded as the same in terms of processes. Therefore, it is impossible for a person having ordinary skill in the art to combine the composition of caster material in JP'232 with the DC cast ingot process in JP'054.

Table I. Features of Casting Processes

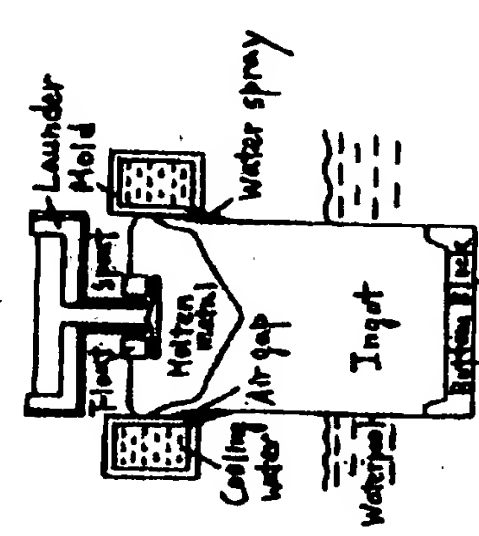
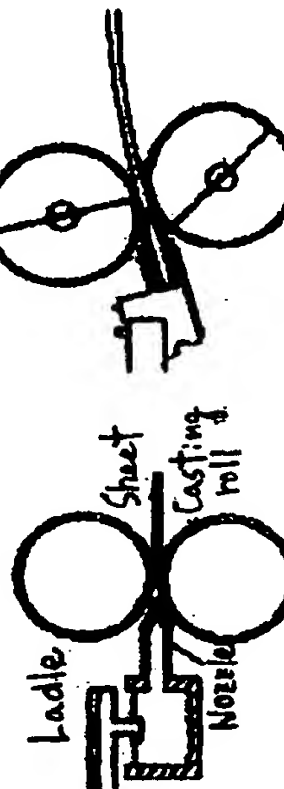
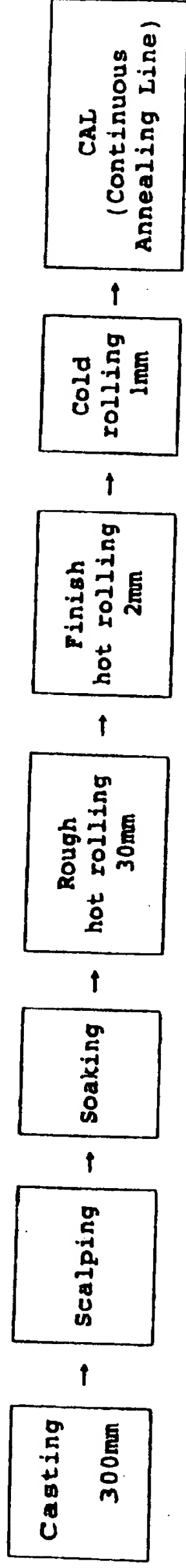
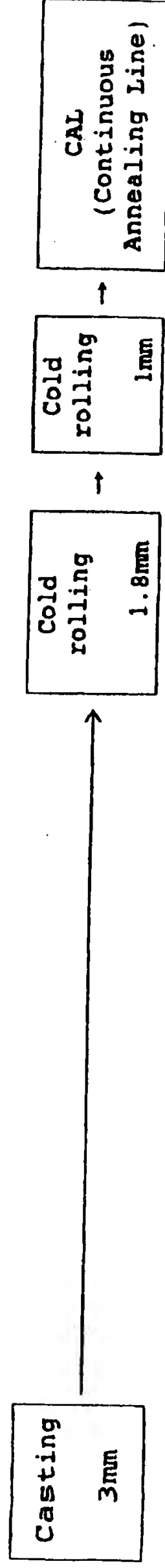
Casting process	Cooling rate of molten metal at casting and thickness of cast material	Schematic drawing of process	Remarks
DC (Semi-continuous casting)	Cooling rate: 0.5 to 10°C/sec Thickness of cast ingot: 300 to 700mm		<ul style="list-style-type: none"> • Cooling rate: low • Crystallized particle sizes: large • Surface quality, inner defect: excellent (with scalping) • Range of alloy composition applicable: broad • Production capability: very large (10,000-50,000 t/month) • Cost for equipment (including hot rolled line): high
Sheet caster casting	Cooling rate: 100 to 700°C/sec Thickness of cast sheet: 2 to 10mm	 <p style="text-align: center;">Twin roll caster</p> <p style="text-align: right;">Hansen Supercenter Hansen New Standard Center</p> <p style="text-align: left;">Pechiney SC. Peckinay Jumbo SC Lancaster Roll Caster</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Cooling rate: high • Crystallized particle sizes: small • Surface quality, inner defect: satisfactory • Range of alloy composition applicable: narrow (1000 series, 3000 series, and 8000 series) • Production capability: quite small (1,000 t/month) • Cost for equipment: low

Fig. A. Examples of Production Processes
(Schematic diagrams of production lines using alloys of the present invention)

DC - Hot rolling process:



Twin roll process:



Part II. Test

A. Preparation of specimens

An alloy having a chemical composition shown in Table II was cast and made into ingots of 320mmT x 200mmW x 5000mmL, and the top ends and bottom ends of the ingots were cut off, by 100mm each. Then, both surfaces of the ingots were scalped, by 10mm in thickness, to remove surface defects, and four cast ingots of 300mmT x 200mmW x 1200mmL having the same composition were prepared. A caster material also was prepared by melting material having the same chemical composition as the large ingots, and casting using the twin roll method, to obtain pieces of sheets having thickness of 6mm.

The four cast ingots of 300mmT x 200mmW x 1200mmL were rolled as shown in the production processes referred to as rolling process X (X = 1, 2, 3, and 4). The caster material having thickness of 6mm was rolled as shown in the production process referred to as rolling process 5.

Large cast ingots in rolling processes 1 to 4, and the caster material in rolling process 5, were rolled at values of percent reductions shown in the row "Percent reduction," in Table IV on page 13, respectively. Here, a percent reduction means thickness reduction from a cast ingot (or a cast sheet, i.e., as-cast material) to a final rolled product. Cast ingots in rolling processes 1 and 2, in which percent reductions of rolling were 99.3% and 98%, respectively, meeting the scope of the claims of the present

invention, were finally rolled to sheets having thickness of 2mm and 6mm, respectively.

Cast ingots in rolling processes 3 and 4, in which the percent reductions were as low as 90% and 83.3%, respectively, being out of the scope of the claims of the present invention, were finally rolled to sheets having thickness of 30mm and 50mm, respectively. Specimens of 2mm in thickness were cut out from the center portions in the thickness direction of the sheets having thicknesses of 6mm, 30mm, and 50mm stated above, and they were subjected to tests for several characteristics of rolled materials.

Table II. Composition of alloys

Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Cr	Ti	Zn
0.84	1.09	4.88	0.26	0.37	0.03	0.04	1.2

(a) Rolling process (The thickness of cast ingot is 320mm in each of rolling processes 1 to 4)

[DC]

Rolling process 1: 300mm T x 200mm W x 1200mm L (after scalping) \Rightarrow 2mm T (after rolling)
Rolling process 2: 300mm T x 200mm W x 1200mm L (after scalping) \Rightarrow 6mm T ("
Rolling process 3: 300mm T x 200mm W x 1200mm L (after scalping) \Rightarrow 30mm T ("
Rolling process 4: 300mm T x 200mm W x 1200mm L (after scalping) \Rightarrow 50mm T (")

[Sheet Caster casting]

Rolling process 5: 6mm T x 200mm W x 1200mm L \Rightarrow 2mm T

(b) Soaking condition

520°C x 1hr

(c) Hot rolling conditions and thickness of specimens

Rolling process 1: Starting temperature, 480°C; ending temperature, 340°C; final thickness, 2mm;

thickness of specimen, 2mm.

Rolling process 2: Starting temperature, 480°C; ending temperature, 340°C; final thickness, 6mm;

thickness of specimen cut out from the hot rolled sheet, 2mm.

Rolling process 3: Starting temperature, 480°C; ending temperature, 340°C; final thickness, 30mm;

thickness of specimen cut out from the hot rolled sheet, 2mm.

Rolling process 4: Starting temperature, 480°C; ending temperature, 340°C; final thickness, 50mm;

thickness of specimen cut out from the hot rolled sheet, 2mm.

(d) Heat treatment conditions

530°C, cooling rate 3°C/sec

B. Measurements

Measurements of average particle sizes of Si particles in as-cast materials (a cast ingot or a cast sheet), and in finish rolled sheets, and Charpy impact tests, were conducted. The results are shown in Tables III and IV on page 13.

Average particle sizes of Si particles were measured as follows. Photograph(s) of Si particles in observation area(s) of 1 mm^2 were taken and were subjected to image analyses. The radius of a corresponding circle (calculated radius of a circle having the same value of area as the measured value of the cross area of a particle) was calculated for each Si particle in the observed area, and an average value of those radiuses of corresponding circles was defined as the average particle size (or diameter). Regarding the Charpy impact test, JIS No.4-type specimens were prepared and subjected to the test.

C. Results and evaluations

When the Si particle sizes in large cast ingots were compared with those in the caster material, remarkable differences were recognized. As shown in Table III, the average Si particle size in the large cast ingots was $9.0\mu\text{m}$, whereas the average Si particle size in the caster materials was $4.1\mu\text{m}$. Thus, the average Si particle size in the large cast ingots is as large as more than twice the average Si particle size in the caster materials.

Further, as shown in Table I and in the diagram in Fig. A,

there are many differences between the large cast ingot and the caster material in sizes of crystallized particles (Si particle sizes in the present invention), cast structures and inner defects, scales of production equipment, and so forth.

Further, the results after rolling as-cast materials having much different particle diameters from each other, as stated above, are as follow. In the resultant sheets after rolling processes 1 and 2, in which the percent reductions were so high as to be 98% or more, and 99.3% and 98% respectively, which met the range of percent reduction in the present invention, the average Si particle sizes in as-rolled sheets were 3.1 μ m and 3.2 μ m in diameter respectively, which were about one-third of the average Si particle size in the large cast ingot, and showed excellent characteristics of Charpy impact values of 3.16 and 3.19, respectively. In contrast, in the resultant sheets after rolling processes 3 and 4, in which the percent reductions were as low as 90% and 83.3%, respectively, the average Si particle sizes in both cases were more than 5 μ m, and Charpy impact values were as low as 2.59 and 2.48, respectively. These Charpy impact characteristics were insufficient for automobile materials.

From the above experimental results and evaluations, it was noted that a percent reduction of more than 98% was essential to obtain fine Si particles sufficient to improve Charpy impact values, in the process of using a large cast ingot.

In rolling process 5, the caster material at the stage of

as-cast state had as fine an average Si particle size as $4.1\mu\text{m}$, such that Si particles in rolled material were sufficiently fine despite a low percentage reduction of only 66.7%. Accordingly, it was not necessary to impose a higher value of percentage reduction to the caster material. Since the average Si particle size was sufficiently fine, owing to the rapid cooling rate at the stage of casting, a high percentage of reduction was not necessary, and still Charpy impact values were almost the same as in rolling process 1.

Regarding caster materials, it is pointed out that caster materials often have inner defects, as a scalping treatment is not included, generally, in the process. Further, caster materials are inferior, after all, in surface quality, as well as in productivity in a mass production system, because the as-cast material (cast sheet) is small in size.

Table III Characteristics of as-cast materials represented by average Si particle size)

As cast materials (cast ingot or sheet)	Large cast ingot	Caster material (as cast sheet)
Average Si particle size (Radius of corresponding circle, μm)	9.0 μm	4.1 μm

Table IV Characteristics of rolled material

From cast ingot or caster material	From large cast ingot				From caster material
Rolling process	1	2	3	4	5
Percent reduction (%)	99.3%	98%	90%	83.3%	66.7%
Average Si particle size (Radius of corresponding circle, μm)	3.1	3.2	5.2	6.7	2.8
Charpy impact value (kgfm/cm^2)	3.19	3.16	2.59	2.48	3.25

D. Conclusion

By rolling an aluminum sheet produced by the process recited in Claim 3 of the present invention, or rolling an alloy recited in Claim 9 of the present invention, materials having prescribed characteristics can be obtained in the process using a large cast ingot as described in the present invention, in which controlling the value of percentage reduction to 98% or more is necessary. That is, the alloy composition of cast ingot, using a large cast ingot, and the production process thereafter, are inseparably related to each other. The resultant effect of the present invention is exerted only by using a large cast ingot. Therefore, a feature of percentage reduction of 98% or more is essential in the present invention.

In light of the foregoing, it is apparent that the aluminum sheet recited in Claim 3 and the method recited in Claim 4 of the present invention are patentable over the cited references. In particular, Claim 9 of the present invention is a method claim and recites that a different starting material from the cited reference is subjected to a process of rolling in a different percent reduction. Thus, the results and effect in the present invention cannot be the same as those in the cited reference. There is no reasonable motivation for a person having ordinal skill in the art to combine the cited references JP'232 and JP'054. Even if one may combine those references, no descriptions of percentage reduction of 98% or more are found in JP'054, thus the combination

does not lead to the present invention.

The inventor likes to add that the original Japanese application corresponding to the present invention has been patented, since the differences in production processes between the case of using caster material and that of using a large cast ingot are recognized by the Examiner in JPO.

Examiner's reconsideration is respectfully requested regarding Claims 3 and 9 and quick allowance of the present invention is earnestly urged.

4. I hereby declare that all statements made herein of my own knowledge are true and that all statements made on information and belief are believed to be true; and further that these statements were made with the knowledge that willful false statements and the like so made are punishable by fine or imprisonment, or both, under Section 1001 of Title 18 of the United States Code and that such willful false statements may jeopardize the validity of the application or any patent issuing thereon.

Date: September 14, 2004

Yoichiro Bekki
Yoichiro BEKKI

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-110232

(43) 公開日 平成10年(1998) 4月28日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I
C 2 2 C 21/02		C 2 2 C 21/02
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00
	11/06 3 3 0	
C 2 2 F 1/05		C 2 2 F 1/05
// C 2 2 F 1/00	6 8 3	1/00 6 8 3
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願平8-268239

(22) 出願日 平成8年(1996)10月9日

(71) 出願人 000005290

古河電気工業株式会社

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 倉本 繁

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古河電気工業株式会社内

(74) 代理人 弁理士 河野 茂夫 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 Al-Mg-Si系合金板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 Al-Mg-Si系合金の直接鋳造圧延板を更に冷間圧延した板であって、鋳造圧延、冷間圧延、熱処理等の条件の制御により、経時変化が小さく時効硬化性の高いAl-Mg-Si系合金板を得ること。

【解決手段】 必須元素としてSi 0.2~3.0%(mass%、以下同じ)、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避的不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織における最大結晶粒径が100 μm以下で、表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さが50 μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 必須元素としてSi 0.2~3.0% (mass%、以下同じ)、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織の最大結晶粒径が100 μm以下であり、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さが50 μm以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板。

【請求項2】 必須元素としてSi 0.2~3.0%、Mg 0.2~3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp [1600/(T+273)] \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【請求項3】 請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40~175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項4】 必須元素としてSi 0.2~3.0%、Mg 0.2~

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp [1600/(T+273)] \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

【請求項5】 請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40~175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【請求項6】 板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580°C以下の温度で2~24時間保持の均質化処理(加熱・冷却速度30~100°C/時間)を行い、その後冷間圧延することを特徴とする請求項2~5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の①式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

3.0%を含み、Mn 0.01~0.5%、Cr 0.01~0.5%、Zr 0.01~0.5%、Ti 0.001~0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0~2.5%、Sn 0~0.2%、Zn 0~2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の②式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C~材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180~320°Cに再加熱して0~25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50 μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法。

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、経時変化の少ない焼付硬化性に優れたAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものであり、さらに具体的には自動車部品、家電製品等の曲げ成形、プレス成形等に用いる成形用に好適なAl-Mg-Si系合金の圧延板を、従来技術と比べて廉価な製造コストで製造できる直接鋳造圧延と冷間圧延により製造するAl-Mg-Si系合金板とその製造方法に関するものである。なお本明細書において、Al合金の添加元素の含有量は、全てmass%を意味するものであるが、これを単に%と記している。

【0002】

【従来の技術】自動車の外板、家電用のシャーシ等は、耐食性及び延性に優れ、かつ加熱により時効硬化するAl-Mg-Si系合金板を、所定の形状に成形し、しかる後塗装・焼付け加熱して時効硬化させ、製品にする場合が多い。しかしながら、従来の製造方法で製造されたAl-Mg-Si系合金板は、溶体化処理後室温に放置(自然時効)により、G.P.ゾーンが析出し、その焼付け加熱時に強度向

上に寄与する β' と称される Mg_2Si の中間相またはそれに準ずる強化相の析出を阻害してしまうため、溶体化処理後長時間経過してしまった材料では、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかった。更に、G.P.ゾーンの析出に伴って強度が上昇し、延性が著しく低下するという問題も同時に生じていた。

【0003】この問題を解決する方法として、特公平05-7460に示されているような溶体化処理後の予備時効処理、また特開平04-259358に示されているような復元処理、またそれらを組み合わせた処理などが考案されている。しかし、これらの処理により、延性を損なうことなく塗装・焼付け時の強度上昇を増加させることが可能になるものの、工程が増えることにより製造コストが高くなる問題がある。従来の成形用Al-Mg-Si系合金圧延板及びその成形品は、前記の改良の製造方法も含めて以下のごとく製造されている。即ち、これらは、まず所定の合金組成の鋳塊を製造し、これを面削及び均質化処理し、続いて熱間圧延、冷間圧延（必要に応じて焼鈍）、溶体化処理、前記の予備時効処理又は復元処理、成形、時効硬化処理（塗装・焼付け加熱）して製造されている。このように従来の製造方法は、工程が非常に長く、また大型設備も必要とする等により、製造コストは高くなり、必ずしも工業的な生産に向いているとはいえない状況にある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、室温放置による自然時効時に析出するG.P.ゾーンを抑制し、塗装・焼付け加熱時に速やかに強化相が析出して高い焼付け硬化が得られるような、経時変化が小さい成形用Al-Mg-Si系合金板を、工程が極めて短いこと等により低コストで製造できる直接鋳造圧延法と従来の冷間圧延法を組み合わせることによって得ることである。また本発明の他の課題は、この好ましい製造条件を見出すことである。なお、ここでいう直接鋳造圧延法とは、図1、図2に示すごとく、双ロール1、2間にノズル3より溶湯4を連続的に供給し、溶湯の鋳造凝固の直後に、前記双ロール1、2で圧延して、溶湯から直接に長尺の圧延板、

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600 / (T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t: 出側板厚(mm)、w: 出側板幅(mm)、D: ロール直径(mm)、v: ロール周速(npm)、T: 出側板の表面温度(°C)、R: 冷延率(%)

【0007】請求項3の発明は、前記請求項2に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で40〜175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm 以下、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物

そのコイルとするものである。この方法は、連続鋳造板のみを得る方法とは異なり一般にはハンター法、直接圧延法等と呼ばれているものであるが、本明細書においては直接鋳造圧延法ということとする。この製造方法は、従来別工程で行われている鋳塊又は鋳板とする工程、均質化処理工程、熱間及び冷間圧延工程等を一工程で行うもので、多くの工程が省略できる利点がある。

【0005】

【課題を解決するための手段】前記課題を解決するための請求項1の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0%(mass%、以下同じ)、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金の直接鋳造圧延板を、更に冷間圧延した板であって、その板の金属組織の最大結晶粒径が100 μm 以下であり、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物の最大長さが50 μm 以下であることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板であり、

【0006】また、請求項2の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0%、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の①式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、15%以上70%未満の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180〜320°Cに再加熱して0〜25分の保持を行い、その板の金属組織の最大結晶粒径を100 μm 以下、且つ表層部の連続した Mg_2Si 化合物の最大長さを50 μm 以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法であり、

の最大長さを50 μm 以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0008】また、請求項4の発明は、必須元素としてSi 0.2〜3.0%、Mg 0.2〜3.0%を含み、Mn 0.01〜0.5%、Cr 0.01〜0.5%、Zr 0.01〜0.5%、Ti 0.001〜0.5%の1種若しくは2種以上を含み、更にCu 0〜2.5%、Sn 0〜0.2%、Zn 0〜2.0%の1種若しくは2種以上を含み、Feを1.0%以下に規制し、残部がAlと不可避免の不純物からなるAl合金溶湯を、双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、圧下荷重P(ton)を下記の②式を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400°C〜材料の溶融

温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で175℃以下に急冷し、その後180～320℃に再加熱して0～25分の保持を行い、その板の金

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp [1600/(T+273)] \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t: 出側板厚(mm)、w: 出側板幅(mm)、D: ロール直径(mm)、
v: ロール周速(mpm)、T: 出側板の表面温度(℃)、R: 冷延率(%)

【0009】請求項5の発明は、前記請求項4に記載のAl合金溶湯及び圧延条件と同様の条件で、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、更にその後、70%以上の圧延率で冷間圧延し、続いて400℃～材料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2℃/s以上の冷却速度で40～175℃の範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り、その板の金属組織の最大結晶粒径を100μm以下、且つ表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを50μm以下とすることを特徴とするAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0010】更に、請求項6の発明は、板厚4mm以下の板に直接鋳造圧延し、これをコイル状に巻き取った後、580℃以下の温度で2～24時間保持の均質化処理（加熱・冷却速度30～100℃/時間）を行い、その後冷間圧延することを特徴とする前記請求項2～5に記載のAl-Mg-Si系合金板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】前記各請求項の発明のうち、請求項1の発明は、直接鋳造圧延法と冷間圧延によって得られた板に関するものであり、請求項2～6の発明は、前記板の製造方法に関するものである。以下、前記各発明について詳細に説明する。

【0012】(1) 請求項1の発明について

まず、本発明に係わる板の合金組成を前記のごとく限定した理由について説明する。Siは、塗装・焼付け加熱時にMgと共にβ'と称されるMg₂Siの中間相またはそれに準ずる強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。Mgは、溶体化処理後にはマトリックス中に固溶しており、延性の向上に寄与する。また、上述のように塗装・焼付け加熱時にSiと共に強化相として析出し強度を向上させる。その添加量を0.2～3.0%と限定したのは、0.2%未満ではその効果が小さく、3.0%を越えると溶体化処理後の延性が低下するためである。以上のよう

にSi、Mgは塗装・焼付け加熱時に強化相として析出し、強度を向上させる。この両元素の存在比が異なるとその焼付け硬化性も異なり、Si、Mgの重量比がSi>0.6Mg%の場合、Mg₂Si量に対し過剰Siとなり、より優れた焼付け硬化性が得られる。なお、塗装・焼付け加熱時の時効挙動をコントロールするために、Ag、Cdなどを少量添加しても、本発明の効果を損なうことはない。

【0013】Mn、Cr、Zr、Tiは、それぞれ結晶粒の微細化あるいはマトリックス強度を向上させるために添加される。その添加は、必要に応じてMn 0.01～0.5%、Cr 0.01～0.5%、Zr 0.01～0.5%、Ti 0.001～0.5%の1種若しくは2種以上である。それぞれ下限未満では効果が少なく、上限を越えると溶体化処理後の延性が低下する。また、Cu、Sn、Znは、塗装・焼付け加熱時に析出し強度を向上させる。またSnの添加は表面品質を改善する効果もある。その添加は、必要に応じて、Cu 0～2.5%、Sn 0～0.2%、Zn 0～2.0%の1種若しくは2種以上である。ここで、各元素が0%とは、添加しない場合もあることを意味する。また添加する場合で、各元素をそれぞれ、2.5%以下、0.2%以下、2.0%以下と限定したのは、これらを越えると耐食性が低下する、および焼き入れ感受性が高くなる等の弊害を生じるためである。Feは、通常Alの不純物として含まれるものである。しかし、FeはSiと化合物を作りやすく、1.0%を越えて含まれると塗装・焼付けの際の加熱時の強度向上を阻害する。なお、鋳造組織の微細化材として通常添加されるBなどは、0.1%以下の添加であれば、特に本発明の効果を損なうことはない。

【0014】次に、本発明の圧延板の金属組織における最大結晶粒径を100μm以下としたのは、100μmを越える場合は、成形用材料として十分な延性が得られない、成形後に肌荒れが生じる等、成形材料として好ましくないからである。また、本発明に係わる圧延板の表層部の金属組織において、連続したMg₂Si化合物の最大長さが50μm以下としたのは、前記の最大長さが50μmを越えるようなMgやSiを含む粗大な主溶質系化合物が、塗装・焼付け前にすでに析出しているような場合には、固溶量が不足しており、塗装・焼付け加熱時の強度向上が十分でなくなるからである。なお、本発明に係わる圧延板の板厚は、0.7～3mm程度である。本発明に係わるAl-Mg-Si系合金板の内容は以上のとおりであるが、かかる圧延板は、後に記す実施例でも明らかなごとく、塗装・焼付け加熱前の伸びが27%以上で成形性に優れ、また成形後の塗装・焼付け時の加熱において、強度(YS)の向上が加熱前に比し、100MPa以上高くなり、前述のような各種用途の成形材料に適している。

【0015】(2) 請求項2、3の発明について
請求項2、3の発明は、前記請求項1の発明に係わる圧延板の製造方法に関するもので、直接鋳造圧延した後、これを冷間圧延や熱処理して製造するものである。本発明のこの直接鋳造圧延法を、具体的に図で説明すると、図1及び図2に示すような双ロールによる直接鋳造圧延装置を用いて、前記請求項1に記載のAl合金溶湯4を

ノズル3を通して、双ロール1、2間に連続的に供給し、ノズル3の先端Bから双ロール1、2の最接近点A間で、鑄造・凝固させ、A点近傍で圧延を行うものである。なお図2において、C点は溶湯の最終凝固点である。本発明は、このように製造した直接鑄造圧延板に、更に冷間圧延および溶体化処理を施した後に急冷し、引き続き再加熱処理（請求項2）または高温コイル巻き取り（請求項3）を行うものである。

【0016】これらの製造方法は、従来法のDC鑄造での

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp [1600/(T+273)] \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t: 出側板厚(mm)、w: 出側板幅(mm)、D: ロール直径(mm)、v: ロール周速(mpm)、T: 出側板の表面温度(°C)、R: 冷延率(%)

を満足する条件で、板厚4mm以下の板に直接鑄造圧延した後、15%以上70%未満の冷間圧延、続いて400°C〜材

$$\textcircled{1}: P \geq 5.8 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp [1600/(T+273)] \cdot (R/100)^{-0.5}$$

としたのは、これより小さい圧下荷重では、凝固終了からの塑性変形量が不足し、晶出相の分断が十分に行われず、従来法で製造した場合に比べ伸びが低下してしまうためであり、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となる。なおこの条件式は、後工程の冷延時の圧下率が、15%以上70%未満の場合である。なお、直接鑄造圧延後の冷却速度については、特に制限は設けないが、その後の溶体化処理の効果を十分に発揮させるためにはなるべく速い速度で冷却するのが望ましい。

【0017】冷延率を15%以上としたのは、これ以下の場合には凝固時に生じた組織の粉砕が十分に行われず、延性の低下を招くからであり、上限を70%未満としたのは、70%を超える冷延率の場合には、直接鑄造圧延時の圧下荷重の条件式が上述のものとは異なるためである。また、溶体化処理温度を400°C以上としたのはMgやSiを固溶させるためであり、2°C/s以上の冷却速度で175°C以下の温度まで急冷するのは、冷却前に固溶しているSi、Mg等の添加元素の析出を極力生じさせずに過飽和に固溶させ、この後の塗装・焼付け加熱時に微細な強化相を析出させて強度を向上させることが第1の目的であるが、2°C/s未満の冷却速度または175°C以上の温度への冷却では冷却中に粗大な化合物が析出してくるため、伸びの低下も招いてしまうからである。

【0018】本発明の請求項2、3に記載の製造方法においては、上述の溶体化処理後に、2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷し、その後180〜320°Cに再加熱して0〜25分の保持を行う（請求項2：復元処理）か、あるいは上述の溶体化処理後に、2°C/s以上の冷却速度で40〜175°Cの範囲まで急冷し、前記温度でコイル状に巻き取り（請求項3：高温コイル巻き取り）を必要とする。これは、上述の工程によっても、従来の工程で得られる板材とほぼ同等の性能の板材を製造することは可能であるものの、従来法と同様に自然時効によりG.P.ゾー

凝固、熱間圧延での塑性加工という金属組織を制御するために必要な処理を、一回の双ロールによる直接鑄造圧延で実現させることを特徴としており、この双ロールでの直接鑄造圧延条件を適切に定めることが非常に重要となる。そのような条件を見いだすために、双ロール直接鑄造圧延の条件と金属組織および機械的特性との関係について精力的に基礎的観点からの検討を行い、その結果双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を次の①式、

料の溶融温度の範囲で溶体化処理を行い、溶体化後の冷却を2°C/s以上の冷却速度で175°C以下に急冷することにより、従来法と同等の性能を有するAl-Mg-Si系合金板を製造することが可能であることを見いだした。ここで圧下荷重P(ton)を、

ンが析出し、塗装・焼付け加熱後の強度が十分に得られなかったり、強度が上昇して成形性が著しく低下するという問題が生じるからである。双ロールによる直接鑄造圧延による場合も、従来法と同様に上述の復元処理あるいは高温コイル巻き取りにより、自然時効によるG.P.ゾーン生成を抑制する必要がある。

【0019】請求項2の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、175°C以下の温度に急冷し、引き続き再加熱処理（復元処理）を行うが、この処理は、180〜320°Cに再加熱して0〜25分の保持を行い、その後室温まで放冷するものである。ここで0分の保持とは、保持しないこと即ち180〜320°Cの温度に到達したら、保持することなく冷却することも含む意味である。この再加熱処理は、通常連続焼鈍炉(CAL)で実施するのが好ましい。また、請求項3の製造方法は、前記の如く溶体化処理後、40〜175°Cの温度に急冷し、この温度範囲でコイルに巻き取り（高温コイル巻き取り）を行い、その後室温に放置等の処理を行うものであるが、この高温コイル巻き取り後の処理は、巻き取りコイルをそのまま室温に放置して放冷してもよいし、巻き取り温度（40〜175°C）で炉中に36時間以内保持し、その後放冷してもよい。また、更に高温コイル巻き取り後、しばらく室温に放置し、続いて40〜175°Cの炉中に36時間以内保持し、その後放冷してもよい。これらの高温巻き取り後の処理は、Al-Mg-Si系合金材について従来から知られている方法が、必要に応じて適用される。なお、この復元処理及び高温コイル巻き取り処理の熱処理条件に範囲があるのは、下限未満でも又上限を越えても所定の性能が得られないからである。また、溶体化処理続いて急冷から復元処理実施までの室温放置時間については特に制限する必要はなく、数カ月以上放置した後に復元処理を行ってもその効果が損なわれることはない。

【0020】(3) 請求項4、5の発明について

請求項4、5の発明は、前記請求項1の発明に係わる圧延板の別の製造方法に関するものである。即ち、前記請求項2、3に記載の製造方法において、直接鋳造圧延後

$$\textcircled{2}: P \geq 2.9 \times 10^{-6} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \{1600/(T+273)\} \cdot (R/100)^{-0.5}$$

ただし、

t:出側板厚(mm)、w:出側板幅(mm)、D:ロール直径(mm)、
v:ロール周速(mpm)、T:出側板の表面温度(°C)、R:冷延率(%)

とし、請求項2、3に記載の場合に比べて、圧下荷重に関する条件を変化させている。これは冷間圧延率が70%を越えると、冷延中に晶出相の分断が行われるようになるため、直接鋳造圧延時の圧下荷重を請求項2、3の場合ほど大きくする必要がないからである。また、最終冷延率が小さい場合ほど大きな圧下が必要となるのは、請求項2、3の場合と同様である。冷間圧延後の溶体化処理、急冷、復元処理(請求項4)若しくは高温コイル巻き取り(請求項5)の条件、意義、効果等は、前記の請求項2、3で説明したことと同様である。

【0021】(4)請求項6の発明について

請求項6の発明は、請求項2～5に記載の製造方法において、直接鋳造圧延してコイルに巻き取り、これを均質化处理し、続いて冷間圧延を実施する製造方法である。このような均質化处理は、直接鋳造圧延板の凝固偏析の解消および遷移元素を含む分散相粒子の析出を目的として行うものであり、これにより延性の改善や強度の向上

の冷間圧延率が70%を越える場合であり、この場合には双ロールにかかる圧下荷重P(ton)を②式、

をはかることができる。この均質化处理条件を、580 °C以下の温度で2～24時間保持(加熱・冷却速度30～100 °C/時間)としたのは、上記目的の特性を得るためである。

【0022】以上説明したように、本発明により、経時変化の小さい焼付け硬化性に優れるAl-Mg-Si系合金板を低コストで製造することが可能となる。従来法と同様に自然時効を抑制するための復元処理あるいは高温巻き取りが必要となるものの、その前段階までの造塊、面削、均質化处理、熱間圧延、冷間圧延等の工程が大幅に簡略化されるため、トータルの製造コストは大幅に低減される。

【0023】

【実施例】次に、本発明を実施例(本発明例)を、比較例とともに、さらに詳細に説明する。表1に示す組成のAl-Mg-Si系合金溶湯を、図1、図2に示す横型の双ロールによる直接鋳造圧延装置で板とし、これを更に冷間圧延して、厚さ0.7～3mmの板材を製造した。この製造条件の詳細を表2に示す。

【0024】

【表1】

	合金 No.	合金の化学組成 (mass%)										
		Si	Mg	Fe	Cu	Sn	Zn	Mn	Cr	Zr	Ti	Al
本 発 明 例	1	1.4	0.4	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部
	2	0.8	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	3	0.8	0.4	0.2	0.3	-	-	0.2	-	-	0.02	残部
	4	1.0	0.4	0.1	-	-	-	-	0.05	-	0.02	残部
	5	0.8	0.4	0.1	0.8	-	-	-	-	0.06	0.02	残部
比 較 例	6	0.05	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	7	4.2	0.4	0.2	0.4	-	-	-	-	-	0.02	残部
	8	1.4	0.15	0.2	-	-	-	-	-	-	0.02	残部

【0025】

【表2】

製法 記号	合金 No.	連続熱延圧延条件							均質化熱処理 条件 (℃×時間)	冷延率 R(%)	溶体化処理		再加熱処理 条件 (℃×秒)	高温コイル処理		(備考) 対応請求 項
		荷重 P(ton)	出側板 の温度 T(℃)	出側板 厚 t(mm)	出側板 幅 w(mm)	ロール 周径 V(mm)	ロール 径 D(mm)	式 ※			熱処理条件 (℃×秒)	溶体化後 の冷却速 度 (℃/s)		コイル 巻き取 り温度	コイル巻も取り後 の処理	
本発明例	A	40	419	2.12	150	15.0	480	8.85	なし	50	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	B	40	430	2.02	100	4.8	480	2.19	なし	30	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	C	70	307	1.62	200	6.8	580	6.87	なし	50	540×0	5	240×0	なし		請求項2
	D	15	302	3.85	150	4.8	580	3.99	なし	80	540×0	5	240×0	なし		請求項4
	E	80	314	3.88	150	13.0	580	8.02	なし	80	540×0	5	なし	100℃	室温に放置	請求項5
	F	80	410	2.05	150	13.0	580	8.22	なし	50	540×0	5	なし	100℃	100℃で24h 保持	請求項3
	G	60	410	2.08	150	13.0	580	8.34	560×24	50	540×0	5	なし	70℃	放置後100℃で24h 保持	請求項6
比較例	H	15	272	2.07	150	15.0	480	20.35	なし	30	540×0	5	240×0	なし	室温に放置	
	I	80	410	1.05	150	13.0	580	9.41	なし	10	540×0	5	なし	100℃		
	J	40	284	2.02	200	13.0	480	15.86	なし	50	540×0	1	240×0	なし		
	K	40	402	1.95	150	10.11	580	6.25	なし	50	540×0	5	なし	なし		
	L	70	305	2.06	200	6.8	580	8.82	なし	50	540×0	5	240×0	なし		
	M	40	302	1.33	150	4.8	580	5.58	なし	15	540×0	5	なし	100℃	室温に放置	
	N	60	416	1.97	150	13.0	580	7.74	なし	50	540×0	5	なし	100℃	室温に放置	

注: * 式値 (冷延率70%未満) $= 5.8 \times 10^{-4} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left[\frac{1600}{(T+273)} \right] - (R/100)^{-0.8}$
 * 式値 (冷延率70%以上) $= 2.9 \times 10^{-4} \cdot t \cdot w \cdot D^{1/2} \cdot v \cdot \exp \left[\frac{1600}{(T+273)} \right] - (R/100)^{-0.5}$

【0026】このように製造された板材について、板の金属組織における最大結晶粒径を光学顕微鏡で測定した。また、表層部の連続したMg₂Si化合物の最大長さを、走査型電子顕微鏡を用いて反射電子像の観察を行って、測定した。また、製造後1、5、20、60日間、室温に放置した後、引張試験を実施した。さらに塗装・焼付け加

熱をシミュレートした175℃で60分の加熱を施した後にも引張試験をおこなった。引張試験はJIS5号引張試験片により、引張強さ、耐力、伸びを測定した。これらの結果を表3に示す。

【0027】

【表3】

	製法 記号	金属組織		機 械 的 特 性												
		最大結晶 粒徑 (μm)	最大長さ 50 μm を 越える結 晶の割合 の有り 無し	放置日数 加熱の 前、後	1日後			5日後			20日後			60日後		
					TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
本 発 明 の 例	A	52	無	加熱前 加熱後 増分	240 235 55	114 241 127	29.8 24.6	238 230 52	121 244 123	29.9 24.8	238 238 60	127 240 122	29.5 26.3	238 232 54	127 251 124	29.6 25.7
	B	84	無	加熱前 加熱後 増分	239 235 57	123 244 121	30.3 27.4	238 230 52	121 239 118	30.1 23.1	238 238 60	127 244 117	32.1 26.8	238 232 54	127 245 118	29.7 24.2
	C	55	無	加熱前 加熱後 増分	238 239 52	107 233 126	28.9 24.4	238 230 52	111 235 124	32.4 24.5	238 239 60	117 240 123	32.8 24.1	238 232 54	117 241 124	30.7 28.5
	D	48	無	加熱前 加熱後 増分	232 274 42	115 239 124	29.4 23.0	238 230 52	121 242 121	32.0 26.9	238 238 60	127 247 120	30.5 26.2	238 232 54	127 248 121	32.1 25.9
	E	45	無	加熱前 加熱後 増分	239 235 57	123 244 121	30.3 27.4	238 230 52	121 239 118	31.5 23.1	238 238 60	127 244 117	30.3 26.8	238 232 54	127 245 118	29.7 24.2
	F	58	無	加熱前 加熱後 増分	242 303 61	120 244 124	30.9 26.6	243 299 56	123 245 122	27.2 22.9	238 238 60	123 236 113	28.6 23.5	238 232 54	122 232 110	29.2 25.7
	G	42	無	加熱前 加熱後 増分	242 303 61	110 244 125	34.2 26.6	243 299 56	121 242 121	34.5 22.9	238 238 60	121 236 115	33.2 23.5	238 232 54	123 234 111	33.0 23.7
比 較 例	H	137	有	加熱前 加熱後 増分	200 245 45	114 160 46	15.9 11.0	204 244 40	121 165 44	13.7 10.9	203 243 40	127 164 37	10.0 10.8	201 238 37	127 159 32	15.4 11.9
	I	227	無	加熱前 加熱後 増分	227 277 50	112 234 122	23.3 22.1	233 279 46	113 233 120	24.1 23.7	245 288 43	111 231 120	23.7 22.8	249 283 44	111 235 124	23.5 22.1
	J	58	有	加熱前 加熱後 増分	227 277 50	130 195 65	27.5 26.4	233 279 46	129 194 65	27.3 23.7	245 288 43	137 193 55	28.9 22.8	249 283 44	144 189 45	27.0 25.6
	K	49	無	加熱前 加熱後 増分	245 297 52	143 212 69	31.7 24.4	245 302 57	147 200 33	31.0 22.6	248 308 53	158 200 42	29.8 22.0	257 312 55	159 208 49	30.0 24.7
	L	58	無	加熱前 加熱後 増分	178 173 -3	88 87 1	26.9 26.5	180 172 -8	88 87 1	27.3 25.9	175 177 1	87 89 1	27.8 26.1	174 176 2	87 86 -1	27.2 26.4
	M	105	無	加熱前 加熱後 増分	248 317 69	159 279 117	14.9 12.1	252 318 64	159 267 108	13.8 10.9	255 305 50	155 264 109	13.4 11.3	259 311 52	160 266 106	13.8 11.4
	N	59	無	加熱前 加熱後 増分	233 255 22	138 152 16	32.8 30.6	231 248 17	135 154 19	33.0 30.6	234 254 20	134 158 24	31.8 31.2	234 256 22	132 158 28	32.2 30.5

注) 合格基準値: 加熱によるYS増加分 $\geq 100\text{MPa}$ 、加熱前の伸び $\geq 27\%$

【0028】表3より明らかなように、本発明の圧延板及びその製造方法(A-G)では、塗装・焼付けの際の加熱による耐力上昇が大きく(100MPa以上)、加熱前の延性(伸び)も優れ(27%以上)、さらにこれらの特性の室温放置による安定性に優れていることがわかる。これに

の製造条件を外れる比較例(H-N)は、加熱前後の耐力上昇が小さく、または加熱前の延性(伸び)の点でも劣っていることがわかる。

【0029】

【発明の効果】このように本発明に係わるAl-Mg-Si系合金板及びその製造方法によれば、自然時効時のG.P.ゾー

ンの析出を抑制し、塗装・焼付けの際の加熱で速やかに強化相が析出し、経時変化が小さく高い時効硬化性を有するAl-Mg-Si系合金板を低コストで得ることができるもので、工業上顕著な効果を奏するものである。

【図面の簡単な説明】

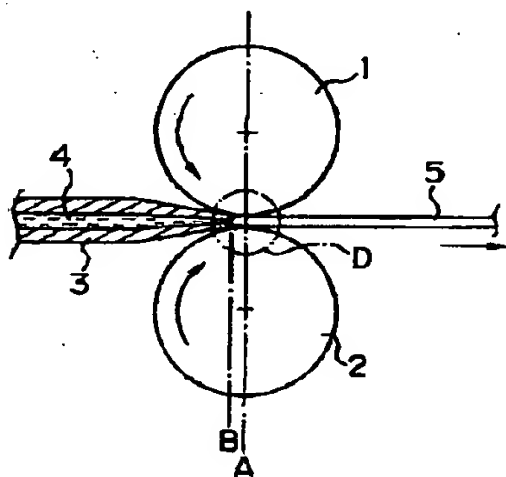
【図1】横型双ロールによる直接鋳造圧延装置（断面）の概略説明図である。

【図2】図1のD部を拡大した詳細図である。

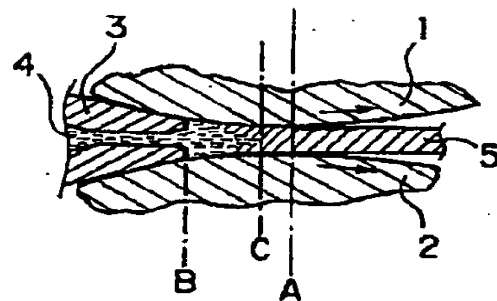
【符号の説明】

- 1 上ロール
- 2 下ロール
- 3 ノズル
- 4 金属溶湯
- 5 直接鋳造圧延板
- A 双ロールのセンターライン（ロールの最接近点）
- B ノズルの先端
- C 溶湯の最終凝固点

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 8 5

6 8 6

6 9 1

6 9 2

6 9 4

F I

C 2 2 F 1/00

6 8 5

6 8 6 B

6 9 1 B

6 9 2 A

6 9 2 B

6 9 4 A

(72)発明者 垣生 哲史

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古
河電気工業株式会社内

(72)発明者 林 稔

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古 40
河電気工業株式会社内

(72)発明者 戸次 洋一郎

東京都千代田区丸の内2丁目6番1号 古
河電気工業株式会社内

(72)発明者 橋口 耕一

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 行本 正雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭58—31054

⑬ Int. Cl.³
C 22 C 21/00
// C 22 F 1/04

識別記号
CBA

庁内整理番号
8218—4K
8019—4K

⑭ 公開 昭和58年(1983)2月23日

発明の数 2
審査請求 有

(全 3 頁)

⑮ 強度と耐食性にすぐれたアルミニウム合金およびその製造法

⑯ 特 願 昭56—128675

⑰ 出 願 昭56(1981)8月19日

⑱ 発 明 者 馬場義雄

名古屋市港区千年三丁目1番12
号住友軽金属工業株式会社技術

研究所内

⑲ 発 明 者 宇野照生

名古屋市港区千年三丁目1番12
号住友軽金属工業株式会社技術
研究所内

⑳ 出 願 人 住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

㉑ 代 理 人 弁理士 小松秀岳

明 細 書

1. 発明の名称

強度と耐食性にすぐれたアルミニウム合金
およびその製造法

2. 特許請求の範囲

1. Si 2.3 ~ 3.5 %, Mg 0.4 ~ 1.0 %, Zn
0.05 ~ 0.5 %, Mn 0.4 ~ 0.9 %, Sn 0.01
~ 0.06 % を含み残り Al と不純物よりなるこ
とを特徴とする強度と耐食性にすぐれたアル
ミニウム合金。

2. Si 2.3 ~ 3.5 %, Mg 0.4 ~ 1.0 %, Zn
0.05 ~ 0.5 %, Mn 0.4 ~ 0.9 %, Sn 0.01
~ 0.06 % を含み残り Al と不純物よりなる合
金を 400 ~ 560 °C で 1 ~ 24 時間均質化
処理して、400 ~ 540 °C で熱間圧延を行
ない、つづいて少なくとも 50 % 以上の冷間
圧延後に 480 ~ 560 °C で溶体化処理する
ことを特徴とする強度と耐食性にすぐれたア
ルミニウム合金の製造法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、強度と耐食性にすぐれ特に板材に
適したアルミニウム合金およびその製造法に関
する。

従来、中強度の耐食アルミニウム合金として
は 6061 合金や 5052 合金が代表的な合金とし
て知られている。6061 合金は熱処理合金であ
り、焼入れ、焼戻しを行ない、微細な β 相を析
出させることにより適度な強度を得る合金であ
る。5052 合金は冷間加工硬化により強度を
高める合金である。

本発明は、上記 5052 合金加工硬化材や 6061
合金 T6 材以上の強度を有し、6061 合金と同
レベルの耐食性を有するアルミニウム合金に関
し、その要旨とするところは、Si 2.3 ~ 3.5 %、
Mg 0.4 ~ 1.0 %、Zn 0.05 ~ 0.5 %、Mn 0.4
~ 0.9 %、Sn 0.01 ~ 0.06 % を含み残り Al
と不純物よりなることを特徴とする強度と耐食
性にすぐれたアルミニウム合金である。

Si は Mg と共存して強度向上に寄与するもの

で、下限未満ではこの効果が不十分であり、上限を越えると圧延加工性が低下する。

Mg は上記の如く Si と共存して強度向上に寄与するとともに、熱間および冷間圧延加工性を改善する。下限未満ではこの効果が不十分で、上限を越えると圧延加工性や溶接性が低下する。

Zn は Mg と共存して強度向上に寄与し、下限未満ではこの効果が不十分で、上限を越えると耐食性が低下する。

Mn は結晶粒を微細化し、強度向上に寄与する。下限未満ではこの効果が不十分で、上限を越えると、巨大金属間化合物が析出したり、焼入性が低下する。

Sn の微量は高温時効を促進し、中間相 β' を微細析出させるため、強度の向上や塗装焼入処理後の強度低下の防止に有効であり、又耐食性を向上させる。下限未満ではこの効果が不十分で、上限を越えると鋳造性が低下する。

その他 Fe は耐食性を低下させるため 0.50 % 以下とする。

Cu は強度向上に寄与するが耐食性を低下させるので 0.30 % 以下とする。

Cr は結晶粒を微細化し、強度向上に寄与するが、焼入性の低下、巨大金属間化合物の形成等により 0.20 % 以下とする。

Ti、B は鋳塊組織を微細化するため、Ti は 0.1 %、B は 0.05 % まで含んでもよい。それぞれ上限を越えると、巨大金属間化合物が晶出する。

本発明は又、上記合金の製造法に関し、その要旨とするところは、上記組成の合金を 400 ~ 560 °C で 1 ~ 24 時間均質化処理して、400 ~ 540 °C で熱間圧延を行ない、つづいて少なくとも 50 % 以上の冷間圧延後に 480 ~ 560 °C で溶体化処理することを特徴とする強度と耐食性にすぐれたアルミニウム合金の製造法である。

均質化処理は Mg、Zn、Si 等の溶入化と Mn 系化合物の微細析出を促進するため、400 °C 未満の場合にはこの効果が不十分であり、十

分な強度レベルが得られない。560 °C を越えると鋳塊が溶融するので好ましくない。

熱間圧延は 400 ~ 540 °C で行なうが、これ以外の温度では圧延時の板端部のエッジ割れが激しく歩留低下が大きく低下する。圧延加工度は少なくとも 90 % 以上とることが望ましく、90 % 未満の場合には鋳造組織が十分に破壊されないため、熱処理後の強度や伸びが低下する。

冷間圧延は少なくとも 50 % 以上行なうが、50 % 未満の場合には熱延組織が十分に破壊されないため、熱処理後の強度が低下する。

溶体化処理は 480 ~ 560 °C で行なうが、480 °C 未満の場合には溶体化が不十分であり、十分な強度が得られない。560 °C を越えると共晶融解が生じるので伸びが著しく低下する。

つぎに、実施例並びに比較例について述べる。

実施例 1 並びに比較例 1

下記表 1 に示す組成の合金について行なった。合金 1 ~ 7 が本発明に係る合金であり、合金 8 ~ 12 が比較合金である。比較合金の中 11

は 6061 合金、合金 12 は 5052 合金である。

表 1

合金	組成 (%)											
	Al	Sn	B	Ti	Zn	Cr	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	
1	2.8	0.3	0.003	0.01	0.25	0.02	0.6	0.6	0.04	0.3	2.8	1
2	2.8	0.3	0.003	0.01	0.25	0.02	0.91	0.6	0.04	0.3	2.8	2
3	2.8	0.3	0.003	0.01	0.34	0.02	0.48	0.6	0.04	0.3	2.8	3
4	3.2	0.4	0.003	0.02	0.21	0.02	0.65	0.91	0.03	0.3	3.2	4
5	3.2	0.5	0.003	0.02	0.09	0.02	0.71	0.7	0.05	0.28	3.2	5
6	2.5	0.5	0.003	0.02	0.12	0.02	0.71	0.7	0.05	0.28	2.5	6
7	2.5	0.3	0.003	0.02	0.15	0.02	0.71	0.7	0.05	0.28	2.5	7
8	1.6	0.3	0.003	0.02	0.15	0.02	0.4	0.25	0.05	0.28	1.6	8
9	2.1	—	0.003	0.02	0.59	0.02	0.39	0.25	0.05	0.28	2.1	9
10	2.5	0.3	0.003	0.02	0.58	0.02	0.35	0.25	0.05	0.28	2.5	10
11	0.6	—	0.003	0.02	0.02	0.23	0.92	—	0.21	0.25	0.6	11
12	0.12	—	0.003	0.02	—	0.20	2.2	—	0.01	0.28	0.12	12

特開昭58- 31054 (3)

上記表1に示す合金をそれぞれ520℃×8hrのソーキング後に500℃で熱間圧延し、厚さ3mmに圧延した。この材料を400℃×1hrの加熱軟化後に1mm厚に冷延した。この冷延材を535℃で30分溶体化処理後に水焼入し、175℃×7hr時効した。

各合金の強度と耐食性の試験結果を表2に示す。

表 2

合金 No	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	δ (%)	耐食性 %
1	32	37	16	0.50
2	33	38	14	0.50
3	31	35	16	0.52
4	32.2	37.3	15	0.49
5	32.2	38.4	14	0.49
6	32.8	37.4	15	0.49
7	32.8	38	15	0.49
8	26	30	16	0.49
9	26	30	16	0.94
10	25	28	14	0.52
11	27	30	16	0.55
12	8	22	16	0.45

※厚さ1mm、50mm平方の平板をASTM B 117塩水噴霧試験(35℃で5%食塩水噴霧)を1000hr行なった後の重量減少量。

この結果、6061合金より高い強度と同レベルの耐食性を有するのは、本発明合金のみである。

実施例2並びに比較例2

前記表1に示した合金1~11の合金を実施例1と全く同じ方法で3mm厚に熱間圧延し、400℃×1hrの加熱軟化を行なった。この材料を0.6mm厚に冷間圧延し、550℃×20秒の溶体化処理後に18℃/秒の平均冷却速度で空気焼入した。その後75%の冷間圧延を行ない、0.15mm厚とした。

合金12の合金については合金1~11と同様に0.6mm^tまで冷延後に400℃×1hrの軟化を行ない、その後0.6→0.15mm^tまで冷延した。(合金12は5052合金であり非熱処理材のためこのような工程としました。)

各合金の強度について表3に示す。

表 3

合金 No	0.15mm厚冷延板の性能				0.15mm厚板の200℃×60秒加熱後の性能			
	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	δ (%)		$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	δ (%)	
1	38.1	39.3	4		37.1	39.0	6	
2	40.2	41.7	3		39.2	38.0	6	
3	38.0	39.0	4		37.0	38.2	6	
4	37.8	39.0	4		37.5	38.3	6	
5	38.8	40.0	3		38.3	39.0	7	
6	38.8	40.6	3		38.3	40.0	6	
7	39.8	40.9	3		39.3	40.0	6	
8	30.7	35.4	6		28.6	33.1	7	
9	31.0	36.0	6		27.0	32.1	6	
10	30.9	35.7	5		26.3	31.1	6	
11	30.8	34.7	4		27.1	30.0	6	
12	34.1	37.1	3		28.7	31.0	6	

上記表3で明らかな如く、本発明合金は冷間圧延上りにおいても6061合金や5052合金より高強度を有しており、塗装焼付処理後の強度低下も小さい。

特許出願人 住友軽金属工業株式会社
代理人 弁理士 小 松 秀 祐